

УДК 539.3, 539.382, 539.37

Трансформация остаточного аустенита и эффект Портевена–Ле Шателье в стали типа 44ХГ2С2М при растяжении

С.И. Борисов^{1,2}, Ю.И. Борисова^{1,2}, Е.С. Ткачев^{1,2},
С.М. Гайдар¹, Р.О. Кайбышев¹

¹ Российский государственный аграрный университет — МСХА им. К.А. Тимирязева, Москва, 127434, Россия

² Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, 308015, Россия

Сталь типа 44ХГ2С2М после термической обработки закалка–распределение демонстрирует уникальное сочетание прочностных характеристик: предел текучести $\sigma_{0.2} = 1140$ МПа, предел прочности $\sigma_B = 1690$ МПа, относительное удлинение $\delta = 20.7\%$. Обработка закалка–распределение приводит к формированию многофазной структуры, состоящей из первичного мартенсита, остаточного аустенита, бейнита и вторичного мартенсита. В первичном мартенсите и бейните присутствуют переходные карбиды Fe_2C . Высокая пластичность стали обусловлена трансформацией остаточного аустенита в мартенсит деформации при растяжении, что обеспечивает интенсивное деформационное упрочнение. Устойчивое пластическое течение наблюдается при небольших степенях деформации, когда большая часть остаточного аустенита трансформируется в мартенсит деформации. Возникновение неустойчивости пластического течения, которое проявляется как эффект Портевена–Ле Шателье на деформационных кривых и локализация пластического течения в деформационных полосах, имеет место при степенях деформации, при которых в мартенсит деформации в основном трансформируется остаточный аустенит пленочной морфологии. Скорость распространения деформационных полос уменьшается с уменьшением доли остаточного аустенита. Локализация пластического течения в шейке с последующим разрушением происходит тогда, когда процесс трансформации остаточного аустенита в мартенсит деформации не может обеспечить деформационного упрочнения и полосы деформации теряют мобильность.

Ключевые слова: среднеуглеродистая сталь, закалка–распределение, локализация деформации, эффект Портевена–Ле Шателье, TRIP-эффект

DOI 10.55652/1683-805X_2024_27_4_47-62

Transformation of retained austenite and Portevin–Le Chatelier effect in 44CrMn2Si2Mo steel under tension

S.I. Borisov^{1,2}, Yu.I. Borisova^{1,2}, E.S. Tkachev^{1,2}, S.M. Gaidar¹, and R.O. Kaibyshev¹

¹ Russian State Agrarian University—Moscow Timiryazev Agricultural Academy, Moscow, 127434, Russia

² Belgorod National State Research University, Belgorod, 308015, Russia

The 44CrMn2Si2Mo steel heat treated by quenching and partitioning demonstrates a unique combination of strength characteristics: yield strength $\sigma_{0.2} = 1140$ MPa, ultimate strength $\sigma_B = 1690$ MPa, and elongation $\delta = 20.7\%$. Quenching and partitioning leads to the formation of a multiphase structure consisting of primary martensite, retained austenite, bainite, and secondary martensite. Primary martensite and bainite contain Fe_2C transition carbides. The high ductility of the steel is due to the transformation of retained austenite into strain-induced martensite during tension, which ensures high strain hardening. Stable plastic flow is observed at low strain, when a significant fraction of retained austenite is transformed into strain-induced martensite. The plastic flow instability, which is referred to as the Portevin–Le Chatelier effect on deformation curves and plastic flow localization in deformation bands, occurs at higher strains and is associated with the transformation of film-like retained austenite. The velocity of deformation bands decreases with a decrease in the volume fraction of retained austenite. Localization of plastic flow in the neck and fracture occur when the transformation of retained austenite into strain-induced martensite cannot provide strain hardening, and deformation bands lose their mobility.

Keywords: medium-carbon steel, quenching and partitioning, deformation localization, Portevin–Le Chatelier effect, TRIP effect

1. Введение

В рамках разработки перспективных высокопрочных сталей (advanced high strength steels, AHSS) третьего поколения для автомобильной промышленности была разработана термическая обработка закалка–распределение (quenching and partitioning, Q&P) для низколегированных сталей [1–3]. Эти стали должны совмещать высокий предел текучести $\sigma_{0.2} \geq 1000$ МПа с высокой пластичностью. Величина параметра прочности-пластичности (product of strength and elongation, PSE), рассчитываемого как произведение предела прочности (временного сопротивления разрушения) на пластичность $\sigma_b \delta$, для автосталей должна быть ≥ 30 ГПа · % [1]. Следует отметить, что такое сочетание прочностных свойств и пластичности не было достигнуто в других типах автосталей [1, 3]. Если высокий предел текучести в Q&P-сталях был достигнут относительно легко, то одновременно с этим достичь величины $\sigma_b \delta \geq 30$ ГПа · % не удавалось в течение почти 15 лет [4–7]. Микроструктурный дизайн Q&P-сталей представляет собой многофазную структуру, состоящую из обедненного углеродом низкоотпущенного первичного мартенсита M_1 с промежуточными переходными карбидами η -Fe₂C, бейнитного феррита, обогащенного углеродом остаточного аустенита и вторичного мартенсита M_2 [1–10]. Считается, что в Q&P-сталях первичный мартенсит обеспечивает высокие прочностные свойства, в то время как высокая пластичность достигается за счет остаточного аустенита, который превращается в мартенсит деформации при растяжении. Повышение пластичности стали за счет трансформации остаточного аустенита в мартенсит деформации (TRIP-эффект, transformation-induced plasticity effect) связано с повышением деформационного упрочнения, которое препятствует локализации деформации [1, 4, 7, 11]. Следует отметить, что в Q&P-сталях с содержанием углерода от 0.2 до 0.3 % остаточный аустенит присутствует в форме пленок, расположенных по границам реек и блоков, а величина $\sigma_b \delta$ в таких сталях не превышает 20 ГПа · % [9–12]. Остаточный аустенит с пленочной морфологией устойчив к трансформации в мартенсит деформации при растяжении [10, 11, 13]. В Q&P-сталях с содержанием углерода ~0.4 % присутствует остаточный аустенит, имеющий форму блоков, большая часть которого трансформируется в мартенсит деформации при растяжении, что обеспечивает величину $\sigma_b \delta$ более 30 ГПа · % [4, 5, 7].

Обработка закалка–распределение заключается в нагреве выше температуры аустенизации с последующим быстрым охлаждением до температуры закалки T_q , температура закалки должна быть ниже температуры начала мартенситного превращения M_s и выше температуры конца M_f мартенситного превращения (рис. 1). При закалке происходит образование первичного мартенсита, а температура закалки в значительной степени определяет удельный объем и морфологию остаточного аустенита. Далее сталь нагревается до температуры распределения T_p , которая, как правило, выше температуры M_s , для перераспределения углерода между мартенситом и остаточным аустенитом [1, 3–10]. Помимо насыщения углеродом остаточного аустенита при распределении развиваются два сопутствующих процесса: выделение промежуточных карбидов в мартенсите и трансформация части остаточного аустенита в бейнит [6–8]. Следует отметить, что в Q&P-сталях с содержанием Si ≥ 1.5 вес. % бейнитное превращение протекает без образования цементита и заключается в формировании бейнитного феррита с переходными карбидами η -Fe₂C, располагающимися по границам пластин бейнитного феррита [14, 15]. Насыщение нетрансформированного аустенита углеродом снижает температуру начала мартенситного превращения M_s в нем, что повышает его устойчивость к мартенситному превращению [15]. Однако часть остаточного аустенита трансформируется во вторичный мартенсит при охлаждении на воздухе или закалке в воду с температуры распределения [4, 7, 9, 15]. Вторичный мартенсит образуется, как правило, при температурах ниже температуры выделения переходных

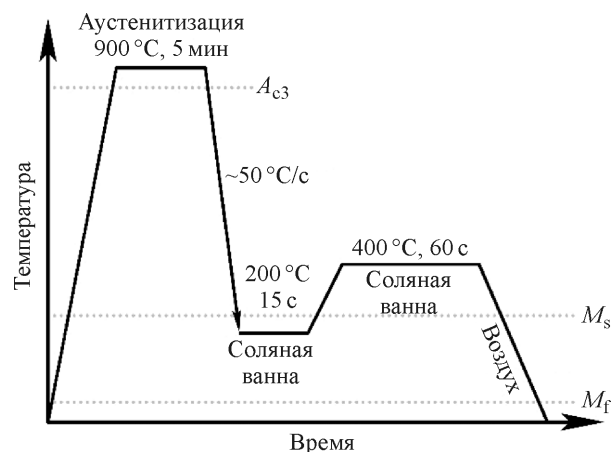


Рис. 1. Схема термической обработки закалка–распределение

карбидов $\eta\text{-Fe}_3\text{C}$. Соответственно, процессы самоотпуска в нем не идут и вторичный мартенсит пересыщен углеродом [15].

Пластичность сталей, в которых проявляется TRIP-эффект, зависит от многих факторов, таких как удельный объем остаточного аустенита, его морфология, размер, содержание в нем углерода [4, 7, 11, 16]. Исследование процесса трансформации остаточного аустенита в мартенсит деформации при растяжении и влияние этого процесса на устойчивость пластического течения является важной задачей, поскольку позволяет не только понять механизмы, обеспечивающие улучшенное значение $\sigma_{\text{вд}}$ в низколегированных Q&P-сталях с содержанием углерода ~ 0.4 вес. %, но и позволит оптимизировать режимы обработки закалка–распределение. Кроме того, особое внимание должно быть уделено изучению локализации и неустойчивости пластического течения, поскольку эти процессы могут приводить к образованию рельефа в виде полос локальной деформации на поверхности стали, что исключает ее применение для получения деталей методом холодной вытяжки [1, 17]. Целью настоящей работы является исследование эволюции структуры при растяжении и ее влияния на локализацию пластического течения в стали типа 44XГ2C2М после обработки закалка–распределение. Особое внимание уделено корреляции между процессами трансформации остаточного аустенита в мартенсит деформации с динамическим деформационным старением, проявляющимся в виде эффекта Портевена–Ле Шателле [17, 18], и характеристикам деформационных полос, в которых происходит локализация пластического течения.

2. Материал и методы исследования

Экспериментальная сталь 44XГ2C2М с химическим составом, представленным в табл. 1, была выплавлена в открытой индукционной печи с последующим электрошлаковым переплавом. Отливка была гомогенизирована при температуре 1150°C в течение 4 ч с последующей ковкой при температуре $1150\text{--}950^\circ\text{C}$ до заготовки размером $60 \times 150 \times 450 \text{ мм}^3$ и охлаждением на воздухе. Из заготовки были вырезаны образцы толщиной 3 мм, которые подвергались обработке закалка–распределение. Обработка заключалась в аустенитизации при температуре 900°C в течение 5 мин с последующей закалкой в соляную ванну, нагретую до температуры 200°C , и выдержкой в

Таблица 1. Химический состав стали, вес. %

Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo
Осн.	0.44	1.8	1.3	0.82	0.28

ней в течение 15 с. Далее следовали изотермическая выдержка в соляной ванне при температуре 400°C длительностью 60 с и охлаждение на воздухе (рис. 1).

Образцы для микроструктурных исследований методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии были получены электрополировкой и двухструйной электрополировкой с использованием электролита, состоящего из 90% уксусной и 10% хлорной кислоты соответственно. Подготовленные фольги исследовались на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Также микроструктура исследовалась на растровом сканирующем электронном микроскопе FEI Quanta 600 FEG при напряжении 20 кВ, оснащенном камерой EDAX VelocityTM, с помощью которой были получены карты дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ). Тензорная плотность дислокаций в мартенсите и аустените была рассчитана по картам распределения ориентировок, полученных методом дифракции обратнорассеянных электронов [7, 15]:

$$\rho_{\text{КАМ}} = 2\theta_{\text{КАМ}}/(bh), \quad (1)$$

где $\theta_{\text{КАМ}}$ — средняя разориентировка между соседними точками на карте распределения ориентировок с шагом сканирования h ; b — модуль вектора Бюргерса.

Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре с постоянной скоростью деформирования 1 мм/мин. Длина рабочей части образцов на растяжение составляла 35 мм, а поперечное сечение $7 \times 3 \text{ мм}^2$. Наблюдение за распространением деформационных полос в образце, испытанном до разрушения, осуществлялось методом корреляции цифровых изображений с использованием системы бесконтактного измерения деформации Vic-2D, которая отображает распределение деформации на поверхности образца и позволяет определить локальную скорость деформации. Для бесконтактного измерения деформации рабочей части образцов на их поверхность была нанесена спекл-картина, которая используется в качестве сетки для расчета локальных полей деформации и скорости деформации. Спекл-

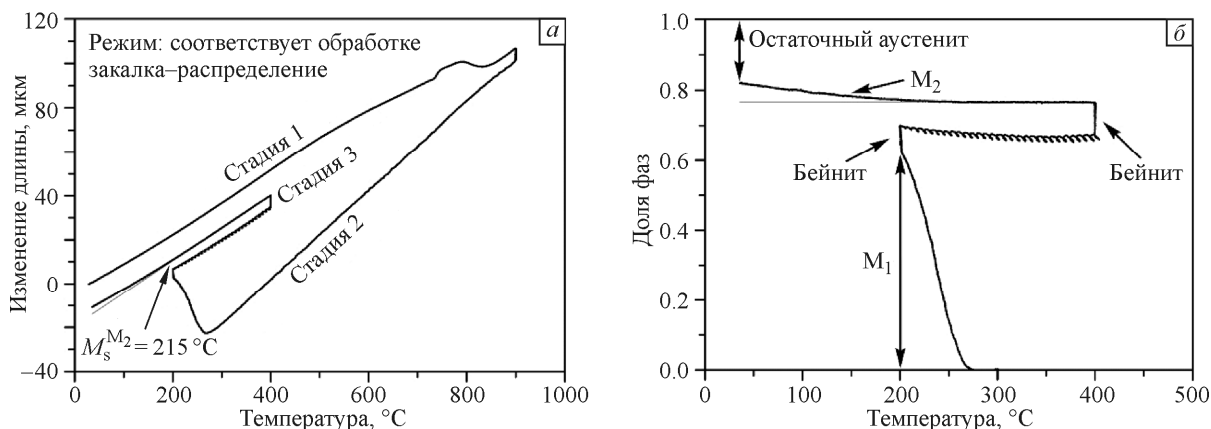


Рис. 2. Дилатометрическая кривая, полученная по режиму, имитирующему обработку закалка–распределение: стадия 1 — аустенитизация (нагрев до 900 °С, выдержка 5 мин), стадия 2 — закалка при $T_q = 200$ °С (охлаждение со скоростью 50 °С/с), стадия 3 — распределение при $T_p = 400$ °С (а); доли фаз, полученные в результате дилатометрического анализа с применением правила рычага (б)

картина наносилась с использованием черной краски, распыляемой на поверхности окрашенных в белый цвет образцов. Расчеты выполнялись с использованием программного обеспечения Vic-2D на изображениях с разрешением 2448×2048 , на которых полностью видна рабочая часть образцов на растяжение, скорость съемки составляла 2 кадра в секунду. Размер подобластей, соответствующих рабочей части образцов в начальный момент испытаний составлял $\sim 1200 \times 220$ пикселей. Обработку экспериментальных данных и построение карт локализации деформации осуществляли с помощью программного пакета MATLAB. Регистрация деформационных полос проводилась с момента начала испытаний до разрушения образцов. Для исследования эволюции микроструктуры испытания на растяжение для двух образцов были остановлены при степенях деформации 0.6 и 7.0 %. Равномерное удлинение образца, испытанного до разрушения, составило 17.0 %. Образцы для микроструктурных исследований методами просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратнорассеянных электронов после деформации были вырезаны из области равномерного удлинения.

Объемная доля остаточного аустенита определялась методом рентгеноструктурного анализа (РСА) с использованием дифрактометра Rigaku Ultima IV, работающего на излучении $\text{CuK}\alpha_1$, в интервале $2\theta = 35^\circ - 105^\circ$ со скоростью сканирования $1^\circ/\text{мин}$ путем сравнения интегральных интенсивностей пиков $(200)_{\alpha'}$, $(211)_{\alpha'}$, $(220)_{\alpha'}$ от мартенсита и пиков $(200)_{\gamma}$, $(220)_{\gamma}$, $(311)_{\gamma}$ от аустенита [7, 19]:

$$V_{\gamma} = \frac{\sum_{i=1}^3 (I_i^{(\gamma)} / R_i^{(\gamma)})}{\sum_{i=1}^3 (I_i^{(\alpha')} / R_i^{(\alpha')}) + \sum_{i=1}^3 (I_i^{(\gamma)} / R_i^{(\gamma)})}, \quad (2)$$

I — интегральная интенсивность пика; R — теоретическое значение интенсивности пика.

Средняя концентрация углерода в остаточном аустените C_{γ} определялась по следующей формуле [7, 19]:

$$a_{\gamma} (\text{\AA}) = 3.578 + 0.033 C_{\gamma} + 0.00095 \text{Mn}_{\gamma} + 0.0031 \text{Mo}_{\gamma}, \quad (3)$$

где a_{γ} — параметр решетки аустенита; Mn_{γ} и Mo_{γ} — содержание этих элементов в остаточном аустените, принятое как их содержание в стали, поскольку перераспределение элементов замещения при температуре распределения не происходит.

Дилатометрические исследования осуществлялись на цилиндрических образцах длиной 10 мм и диаметром 3 мм с использованием закалочного дилатометра Bahr DIL 805 фирмы TA Instruments. Испытание проводилось по режиму, имитирующему Q&P-обработку: нагрев до 900 °С со скоростью 10 °С/с и выдержка при этой температуре длительностью 5 мин (стадия 1), охлаждение до 200 °С со скоростью 50 °С/с, выдержка 15 с (стадия 2), нагрев до 400 °С, выдержка 60 с и охлаждение до комнатной температуры со скоростью 5 °С/с (стадия 3) (рис. 2). Объемные доли микроструктурных составляющих, исключая остаточный аустенит, определяли путем дилатометрического анализа с применением правила рычага, основанного на двух прямых линиях, представляющих тепловое расширение аустенита (участок, со-

ответствующий охлаждению с 900 °С до температуры закалки) и феррита мартенсита (участок, соответствующий охлаждению с температуры распределения 400 °С до комнатной температуры). Полученная данным методом кривая была перестроена с учетом наличия в стали остаточного аустенита, определенного методом рентгеноструктурного анализа (рис. 2, б).

3. Результаты и обсуждение

3.1. Фазовый состав и микроструктура стали после обработки закалка–распределение

Критические точки $A_{c1}=760\text{ °C}$ и $A_{c3}=857\text{ °C}$ были определены при калориметрических исследованиях, температуры начала $M_s=270\text{ °C}$ и конца $M_f=51\text{ °C}$ мартенситного превращения были определены в предыдущей работе [7]. Таким образом, выдержка при 900 °С позволяет получить полностью аустенитную структуру перед закалкой. Дилатометрический анализ показал, что при закалке происходит мартенситное превращение в интервале температур 270–200 °С (рис. 2). При изотермической выдержке при 200 °С также происходит заметное увеличение длины образца, которое может быть связано с обогащением остаточного аустенита углеродом, бейнитным превращением или изотермическим мартенситным превращением (рис. 2, б) [20–22]. В предыдущей работе [23] было показано, что процесс перераспределения углерода при отпуске при 200 °С после закалки в воду происходит очень медленно. Соответственно, насыщение остаточного аустенита углеродом не может приводить к удлинению образца при изотермической выдержке в течение 15 с при 200 °С. Остается возможность развития изотермического мартенситного превращения либо бейнитного превращения. В низколегированных сталях обычно отмечают развитие атермического мартенситного превращения [24]. Протекание изотермического мартенситного превращения отмечалось только для заэвтектоидных сталей и сталей с высоким содержанием Mn, Ni и Cr [24, 25]. Таким образом, удлинение образца исследуемой стали при короткой изотермической выдержке при 200 °С можно связать с образованием бейнитного феррита. При нагреве до температуры распределения происходит уменьшение длины образца (рис. 2, б), которое обычно связывают с выделением промежуточных карбидов, что приводит к уменьшению содержания углерода в мартенситной матрице. На стадии 3 при распределе-

нии удлинение образца может быть связано как с насыщением остаточного аустенита углеродом, так и с развитием бейнитного превращения [20–22]. При этом увеличение объема за счет перераспределения углерода из мартенсита в аустенит значительно меньше такового из-за образования бейнитного феррита, что позволяет определить долю бейнита по дилатометрической кривой в случае, когда бейнитное превращение развивается при температуре распределения [26]. При охлаждении на воздухе до комнатной температуры с температуры распределения также заметно увеличение длины образца ниже температуры 215 °С. Это температура начала мартенситного превращения для вторичного мартенсита. Вид кривой при охлаждении с температуры распределения однозначно свидетельствует о трансформации части остаточного аустенита во вторичный мартенсит. Таким образом, при обработке закалка–распределение формируется многофазная структура, состоящая из первичного мартенсита, бейнитного феррита, вторичного мартенсита и остаточного аустенита. Из дилатометрии следует, что доля первичного мартенсита составляет 0.63 и в сумме с бейнитом, сформировавшимся при изотермической выдержке на стадии 2, составляет 0.70. Общая доля бейнита в структуре после обработки составляет 0.14. Доля вторичного мартенсита составляет 0.05, доля остаточного аустенита — 0.18.

Теоретически рассчитать объемную долю первичного мартенсита (f^{M_1}) и нетрансформированного аустенита ($1 - f^{M_1}$) после закалки можно с использованием зависимости Койстинена–Марбургера (K–M) [9, 10, 27]:

$$f^{M_1} = 1 - \exp(-1.1 \cdot 10^{-2} (M_s - T_q)). \quad (4)$$

Анализ уравнения (4) предсказывает величину $f^{M_1}=0.54$, что на 0.09 меньше экспериментально измеренной величины мартенсита, который формируется при охлаждении на стадии 2 (рис. 2). Соответственно, доля остаточного аустенита может быть оценена как $f^{\gamma}=0.46$ после закалки до температуры 200 °С. Следует отметить, что это уравнение неприменимо для оценки увеличения удельного объема мартенсита при изотермической выдержке [27].

Для оценки возможности мартенситного превращения можно воспользоваться эмпирическим соотношением, предложенным в [28]:

$$M_s = 539 - 423C_C - 30.4C_{Mn} - 12.1C_{Cr} - 7.5C_{Mo}, \quad (5)$$

Таблица 2. Параметры микроструктуры стали при различных значениях деформации

Деформация, %	Объемная доля остаточного аустенита (ДОРЭ)	Объемная доля остаточного аустенита (РСА)	Средний размер островков аустенита (ДОРЭ), мкм	Плотность дислокаций в мартенсите (ДОРЭ), 10^{14} м^{-2}	Плотность дислокаций в аустените (ДОРЭ), 10^{14} м^{-2}	Количество углерода в остаточном аустените (РСА), вес. %
0.0	0.236	0.18	2.7	5.8	6.5	1.4
0.6	0.063	0.15	1.4	6.3	6.5	1.5
7.0	0.021	0.09	1.2	6.6	6.4	1.7
17.0	0.016	<0.03	0.9	7.6	6.8	–

где M_s — температура начала мартенситного превращения, °C; C_C , C_{Mn} , C_{Cr} , C_{Mo} — концентрации соответствующих легирующих элементов, вес. %. Величина $M_s = 282$ °C была получена из уравнения (5), что всего на 12 °C выше экспериментально определенной величины. Это уравнение может быть использовано для оценки содержания углерода во вторичном мартенсите с использованием $M_s = 215$ °C. Расчет показал, что содержание углерода в мартенсите составляет 0.63 %, т.е. оно существенно ниже, чем содержание углерода в остаточном аустените при комнатной температуре (табл. 2). Для содержания углерода 1.4 % в остаточном аустените $M_s = -105$ °C, что ниже комнатной температуры. Для $M_s = 20$ °C содержание углерода составляет 1.1 %. Следовательно, вторичный мартенсит может образовываться только из остаточного аустенита, в котором содержание углерода варьируется от 0.63 до 1.1 вес. %. Образование вторичного мартенсита свидетельствует о неравномерном распределении углерода в остаточном аустените после распределения.

Для проверки возможности бейнитного превращения была оценена температура начала бейнитного превращения B_s по формуле, предложенной в работе [29], которая с хорошей точностью предсказывает величину B_s в сталях с содержанием углерода <1 вес. % и содержанием Si ≥ 0.5 вес. %:

$$B_s = 839 - 86C_{Mn} - 67C_{Cr} - 75C_{Mo} + 23C_{Si} - 271(1 - \exp(-1.33C_C)), \quad (6)$$

где C_{Si} — концентрация кремния, вес. %.

Величины $B_s = 570$, 463 и 388 °C были рассчитаны для содержания углерода 0.44, 1.4 и 1.6 % (табл. 2) соответственно. Следовательно, бейнитное превращение при 400 °C может идти только в остаточном аустените с содержанием углерода ≤ 1.5 вес. %.

На рис. 3 представлена микроструктура исследуемой стали после обработки закалка–распреде-

ление. Первичный мартенсит и бейнитный феррит сильно вытравливаются и имеют темный цвет, поскольку обеднены по углероду, а светлые участки вторичного мартенсита и остаточного аустенита, обогащенные углеродом, обладают высокой стойкостью к химическому травлению [15, 30]. Области вторичного мартенсита и остаточного аустенита (γ/M_2), которые плохо различимы между собой методом растровой электронной микроскопии, располагаются в матрице первичного мартенсита и имеют неправильную форму. Первичный мартенсит имеет типичную для пакетного мартенсита трехуровневую иерархию: исходные аустенитные зерна, пакеты, блоки [12]. Внутри блоков мартенсита наблюдаются карбиды вытянутой формы. Области γ/M_2 располагаются либо по границам пакетов, либо блоками неправильной формы внутри пакетов.

Фазовая карта (рис. 4, а) подтвердила, что остаточный аустенит располагается как по грани-

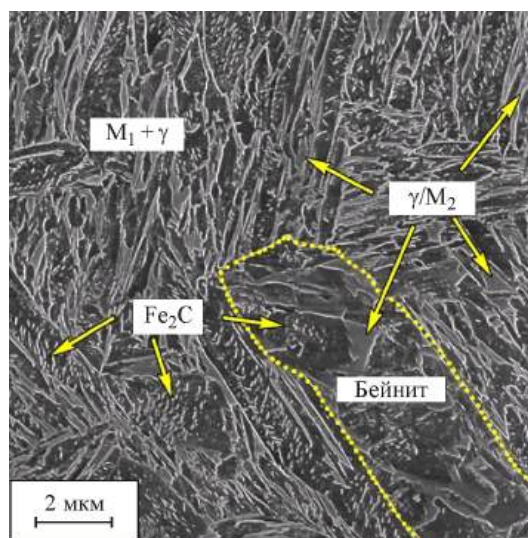


Рис. 3. Микроструктура стали после обработки закалка–распределение. Растровая электронная микроскопия (цветной в онлайн-версии)

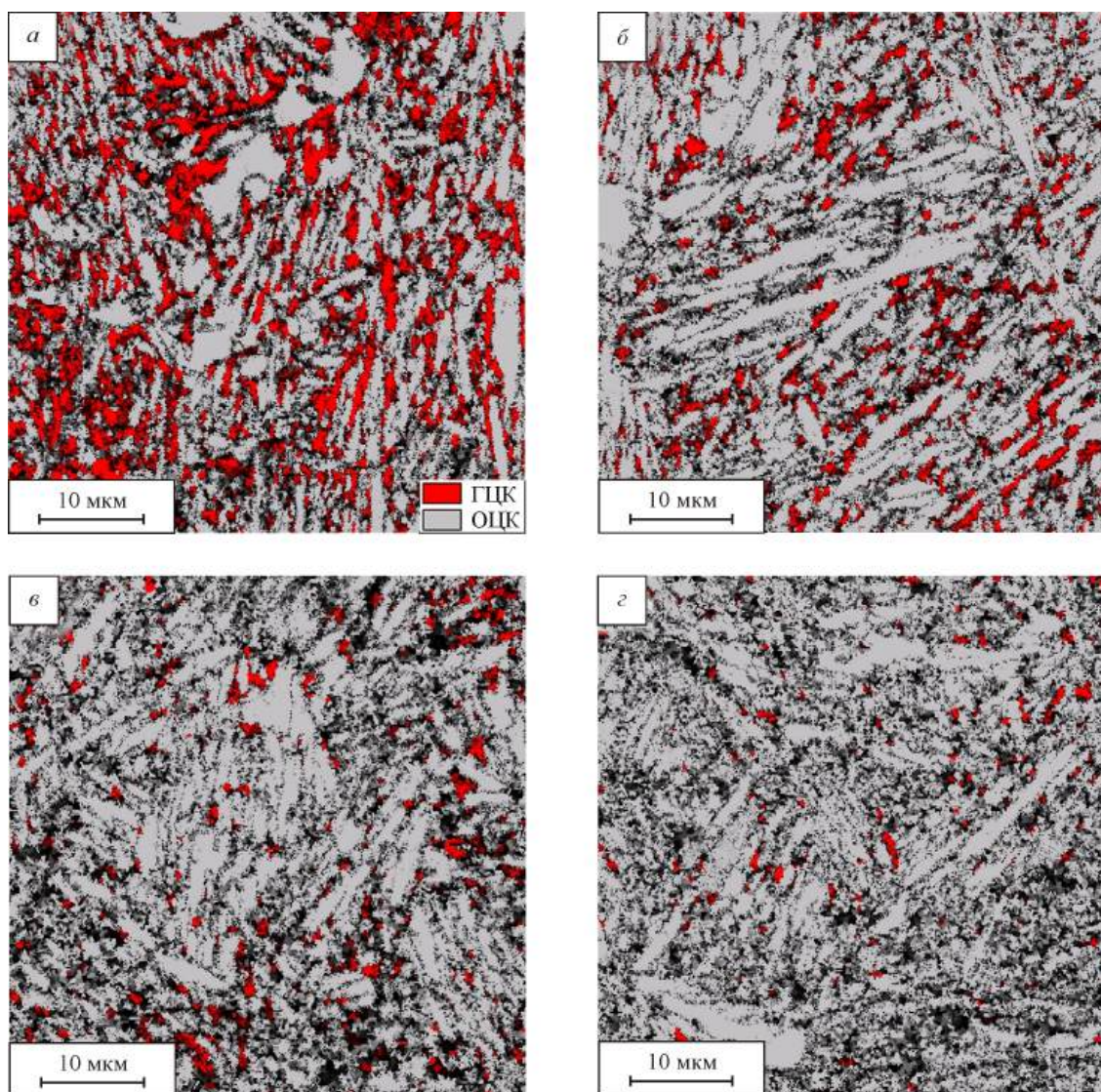


Рис. 4. Фазовые карты, полученные при ДОРЭ-анализе стали в исходном состоянии (а), после деформации 0.6 (б), 7.0 (в), 17.0 % (з) (цветной в онлайн-версии)

цам пакетов, так и цепочками блоков в первичном мартенсите. Следует отметить, что определение удельного объема остаточного аустенита по данным ДОРЭ дало завышенные результаты (табл. 2). В то же время известно [31], что рентгеноструктурный анализ всегда показывает более высокий удельный объем остаточного аустенита по сравнению с определением удельного объема остаточного аустенита методом дифракции обратнорассеянных электронов, поскольку рентгеноструктурный метод суммирует остаточный аустенит как блочной, так и пленочной морфологии, а на ДОРЭ-картах можно различить только блочный аустенит. Толщина пленочного аустенита составляет менее 200 нм (рис. 5, б), что меньше разрешающей способности метода дифракции обрат-

норассеянных электронов. В то же время пластины бейнитного феррита также имеют толщину менее 300 нм (рис. 5, а) и не могут быть выявлены методом дифракции обратнорассеянных электронов. Соответственно, видимые на картах ДОРЭ области остаточного аустенита включают в себя пластины бейнитного феррита, что обуславливает завышение удельного объема остаточного аустенита по сравнению с данными рентгеноструктурного анализа (табл. 2).

Плотность дислокаций в мартенсите и остаточном аустените с блочной морфологией одинакова (табл. 2). Помимо дислокационной субструктуры внутри реек мартенсита присутствуют двойники толщиной около 20 нм и длиной до нескольких мкм. Несмотря на высокую плотность дис-

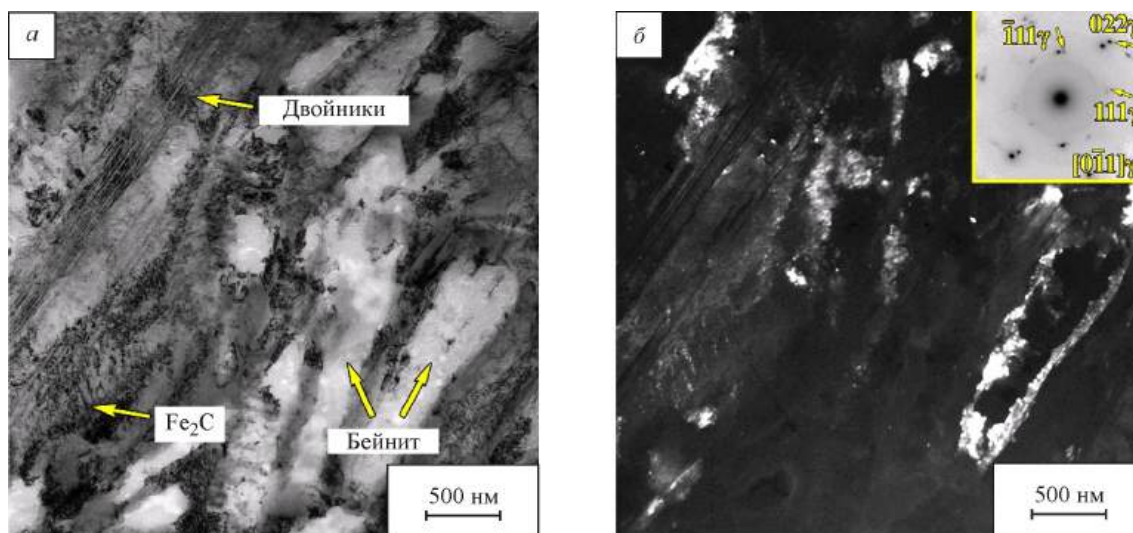


Рис. 5. Микроструктура стали после обработки закалка–распределение (а), темнопольное изображение остаточного аустенита (б). Просвечивающая электронная микроскопия (цветной в онлайн-версии)

локаций, дифракционный контраст — однородный (рис. 5, а). Это свидетельствует о том, что изгибы решетки, которую характеризует величина $\rho_{\text{КАМ}}$, имеют место в пределах структурных элементов малого размера, таких как блоки мартенсита. Следует отметить, что обнаруженная высокая плотность дислокаций в остаточном аустените противоречит предположениям о низкой плотности дислокаций в остаточном аустените в сталях после обработки закалка–распределение [9].

3.2. Механические свойства

Предел текучести $\sigma_{0.2}$ стали после обработки закалка–распределение составляет 1140 МПа, предел прочности σ_B — 1690 МПа, относительное удлинение до разрушения — 20.7 %. Произведение предела прочности на пластичность $\sigma_B \epsilon$ для исследуемой стали составляет 35 ГПа · %. Таким образом, сталь полностью отвечает требованиям, предъявляемым к перспективным высокопрочным сталям третьего поколения [1]. Деформационная кривая представлена на рис. 6. Видно, что отсутствует статическое деформационное старение, сталь проявляет непрерывную текучесть вблизи предела текучести [17, 18]. На деформационной кривой при испытании на растяжение проявляется неустойчивость пластического течения (эффект Портевена–Ле Шателье) в виде скачков напряжения течения выше уровня кривой σ – ϵ с последующим падением ниже общего уровня напряжения (рис. 6, а). Эта скачкообразная деформация, при которой проявляется эффект Пор-

тевена–Ле Шателье, свойственна для неустойчивости пластического течения типа А. Тип А связан с квазинепрерывным распространением полос локализации пластической деформации в образце при растяжении [18, 32]. Характер кривой σ – ϵ типичен для данного типа неустойчивости пластического течения до деформации 15.0 %. Участок, характеризующийся высоким деформационным упрочнением и гладкой кривой σ – ϵ , предшествует участку прерывистого течения. Проявление неустойчивого пластического течения происходит только после достижения определенного значения критической деформации, равной 6.3 %, а амплитуда скачков напряжения течения составляет около 10 МПа. Однако малое количество скачков на кривой σ – ϵ и их отсутствие при деформации выше 15.0 % не типичны для данного вида неустойчивости пластического течения. Тип А характеризуется увеличением количества скачков с ростом степени деформации. При типе А осцилляции напряжений наблюдаются вплоть до разрушения образца [18, 32].

На кривой зависимости деформационного упрочнения от степени деформации можно выделить три стадии (рис. 6, б). На первой стадии величина деформационного упрочнения $d\sigma/d\epsilon$ уменьшается вплоть до степени деформации 5.0 %, что несколько ниже критической величины, т.е. первая стадия практически совпадает со стадией, на которой не наблюдаются скачки напряжения. Вторая стадия характеризуется величиной $d\sigma/d\epsilon \sim 4000$ МПа, которая слабо зависит от

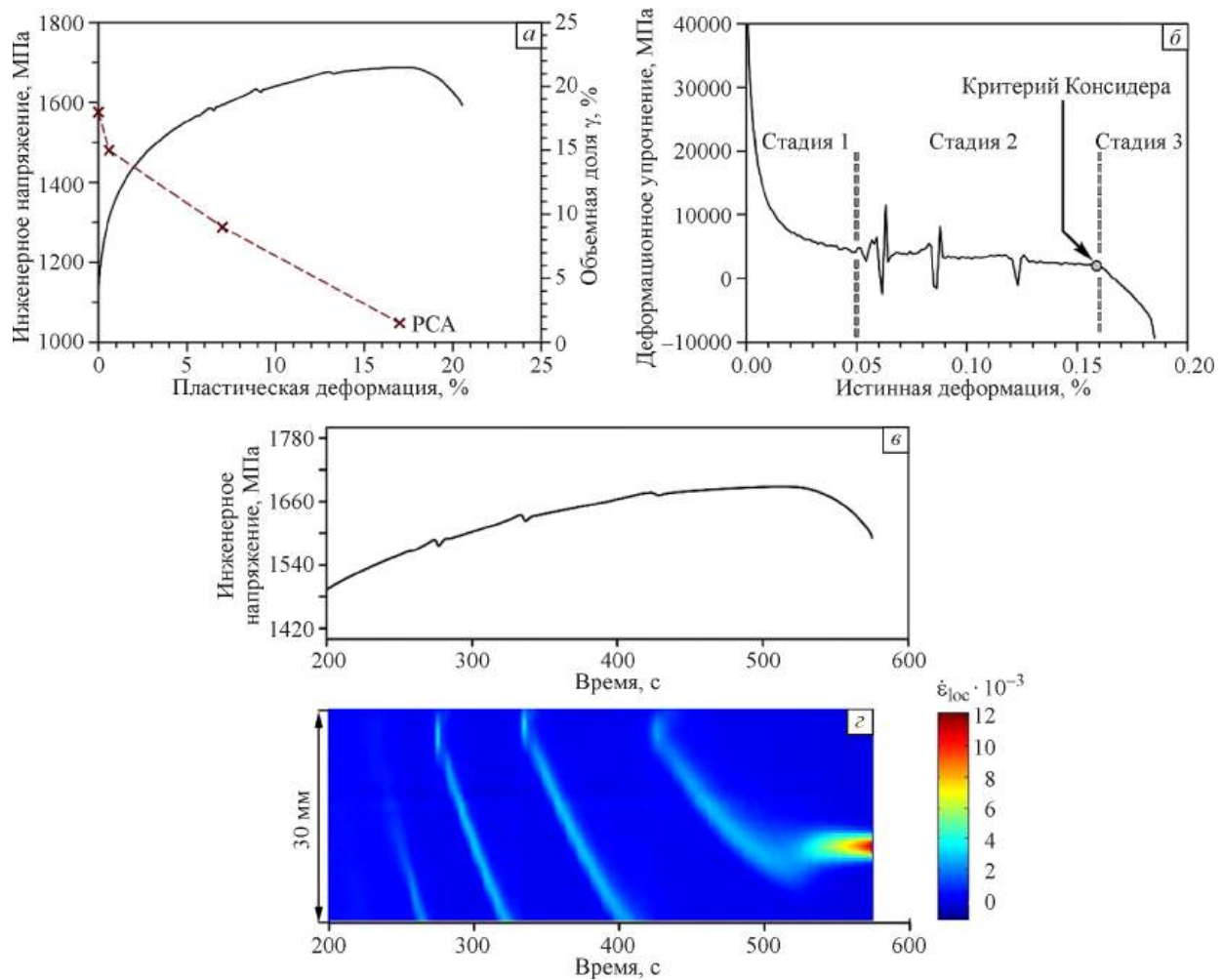


Рис. 6. Кривые «напряжение – пластическая деформация» и зависимость объемной доли остаточного аустенита от деформации (а); кривая «деформационное упрочнение – истинная деформация» (б); зависимость напряжения от времени испытания при растяжении (в); соответствующая карта локальной скорости деформации, показывающая изменение во времени локальной скорости деформации вдоль оси растяжения (з) (цветной в онлайн-версии)

степени деформации вплоть до 17.0%. Эта степень деформации несколько выше степени деформации, при которой исчезают скачки напряжений. На второй стадии имеют место осцилляции напряжений. Третья стадия характеризуется падением величины $d\sigma/d\epsilon$. Эта стадия коррелирует с уменьшением напряжения течения после достижения предела прочности. Следует отметить, что интенсивное уменьшение как величины деформационного упрочнения, так и напряжения течения начинается при достижении критерия Консидера (рис. 6, а–в) [17]:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma, \quad (7)$$

т.е. образование шейки в образце начинается тогда, когда величина деформационного упрочне-

ния не может обеспечить прочность шейки выше прочности области равномерного удлинения образца. Это приводит к локализации пластической деформации.

Локализация пластического течения в полосах деформации была оценена по картам локальной скорости деформации, показывающим изменение распределения локальной скорости деформации вдоль оси растяжения в процессе испытания. На рис. 6, в, з представлены соответствующий участок кривой деформации и карта локальной скорости деформации. Временной интервал существования полос деформации на карте локальной скорости деформации выбирался таким образом, чтобы были хорошо видны полосы деформации. Полученные результаты указывают, что каждому падению напряжения на деформационной кривой

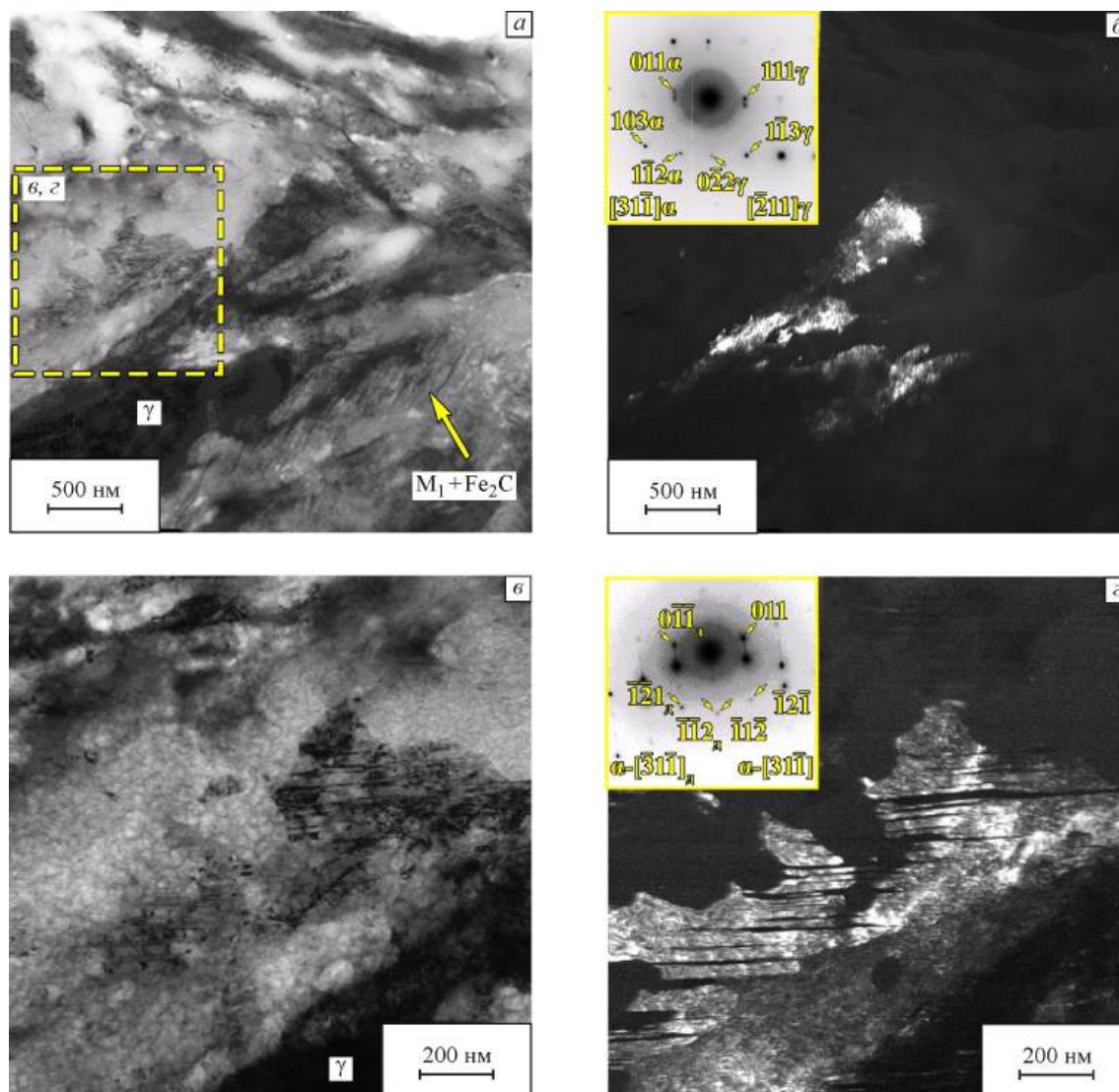


Рис. 7. Микроструктура стали после деформации 0.6 % (а), темнопольное изображение остаточного аустенита (б), мартенсит деформации (в, г) (цветной в онлайн-версии)

соответствует образованию новой полосы деформации, после чего происходит распространение полосы деформации, сопровождаемое деформационным упрочнением, т.е. появление скачков напряжений на кривой σ – ε связано с локализацией пластического течения в деформационной полосе. Соответственно, стадия 1 — стадия однородной деформации образца, стадия 2 — стадия движения полос локализованного пластического течения. Для начала локализации требуется повышение напряжений течения, распространение полосы происходит при меньших напряжениях течения. Скорость распространения полосы снижается с увеличением степени деформации. Для первой и последующих полос скорость распространения составляет 0.80, 0.55, 0.41 и 0.26 мм/с со-

ответственно. Из рис. 6, г видно, что первая полоса зарождается в середине образца и движется к его нижней части. Зарождение последующих полос деформации происходит на противоположной части образца. После непродолжительного распространения последней полосы происходит ее остановка ближе к центру образца с последующим образованием шейки и разрушением. Следует отметить, что остановка распространения полос коррелирует с исчезновением скачков напряжений и выполнением критерия Консидера, т.е. полоса локализованной деформации останавливается, поскольку деформационное упрочнение в ней, связанное с локализацией пластического течения, не может обеспечить прочность выше критерия Консидера.

3.3. Микроструктура после растяжения

Растяжение приводит к уменьшению удельного объема остаточного аустенита. Заметное уменьшение удельного объема остаточного аустенита наблюдается после незначительной степени деформации 0.6% (табл. 2). Причем удельный объем остаточного аустенита блочной морфологии, определяемого методом дифракции обратнорассеянных электронов, падает в 4 раза (рис. 4, б), в то время как доля остаточного аустенита, определяемого рентгеноструктурным анализом, уменьшается всего на 0.03, т.е. анализ дифракции обратнорассеянных электронов дает заниженный результат по сравнению с рентгеновским методом, как и в абсолютном большинстве работ по Q&P-сталим [31]. Следует отметить, что при исследовании микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии в области равномерного удлинения образцов на растяжение не наблюдалось существенных макронеоднородностей. Исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали, что происходит разделение областей остаточного аустенита блоками мартенсита деформации (рис. 7). Как результат, на карте ДОРЭ вытянутые/непрерывные цепочки блоков остаточного аустенита распадаются на отдельные блоки с формой, близкой к прямоугольной (рис. 4, б), т.е. существенное падение объема остаточного аустенита по данным ДОРЭ — кажущееся. Размер цельных областей остаточного аустенита в форме блоков уменьшается, что не позволяет программному обеспечению ДОРЭ-анализа интерпретировать их как аустенит из-за ограниченного разрешения по размеру, принимая во внимание сильный изгиб решетки остаточного аустенита. Разделение блоков остаточного аустенита структурными элементами мартенсита деформации приводит к почти двухкратному уменьшению их размера, что повышает прочность остаточного аустенита [7]. В структуре четко различаются первичный мартенсит с переходными η -Fe₂C карбидами, которые имеют пластинчатую форму, и вторичный мартенсит/мартенсит деформации, в матрице которых отсутствуют карбиды (рис. 7, а–г). Наряду с замещением менее прочного аустенита на более прочный мартенсит это приводит к значительному увеличению прочности. Стоит отметить высокую плотность двойников в мартенсите деформации или вторичном мартенсите (рис. 7, в, г), что дополнительно упрочняет мартенсит. Таким образом, высокое деформационное упрочнение на начальных этапах

деформации обусловлено одновременным повышением прочности мартенсита и остаточного аустенита, а не только образованием мартенсита деформации.

Процесс трансформации остаточного аустенита в мартенсит деформации — основной процесс эволюции структуры на первой стадии, которая заканчивается тогда, когда удельный объем остаточного аустенита блочной формы становится меньше удельного объема остаточного аустенита в форме пленок (рис. 8). Разница в удельном объеме остаточного аустенита, определяемого методом дифракции обратнорассеянных электронов, и удельным объемом остаточного аустенита, определяемым рентгеноструктурным методом, достигает четырех раз после деформации 7.0% (табл. 2). Метод ДОРЭ выявляет отдельные блоки остаточного аустенита, располагающиеся в основном по границам пакетов (рис. 4, в). Повышение среднего содержания углерода в остаточном аустените в процессе деформации свидетельствует о том, что в первую очередь в мартенсит деформации трансформируются блоки остаточного аустенита с низким содержанием углерода. При этом содержание углерода в остаточном аустените пленочной морфологии выше, чем в остаточном аустените. Этот фактор, наряду с высокой плотностью дислокаций и толщиной чуть больше 100 нм, обуславливает устойчивость пленочного аустенита к трансформации в мартенсит деформации [13]. После окончания первой стадии большая часть остаточного аустенита имеет форму пленок (рис. 8, б). Следует отметить, что образование двойников с толщиной менее 20 нм (рис. 8, в) и повышение плотности дислокаций в мартенсите требуют повышения напряжений, также как и образование мартенсита деформации в остаточном аустените с содержанием углерода ≥ 1.7 вес.%. Переход ко второй стадии происходит, когда локализация пластического течения, которая приводит к повышению напряжений, становится необходимым условием для развития этих процессов.

На второй стадии растяжения удельный объем остаточного аустенита уменьшается более чем в 3 раза. Поскольку удельный объем остаточного аустенита блочной морфологии, который выявляется методом дифракции обратнорассеянных электронов, уменьшился всего на четверть (рис. 4, г, табл. 2), то на этой стадии мартенсит деформации образуется из остаточного аустенита пленочной формы или блочной формы, который

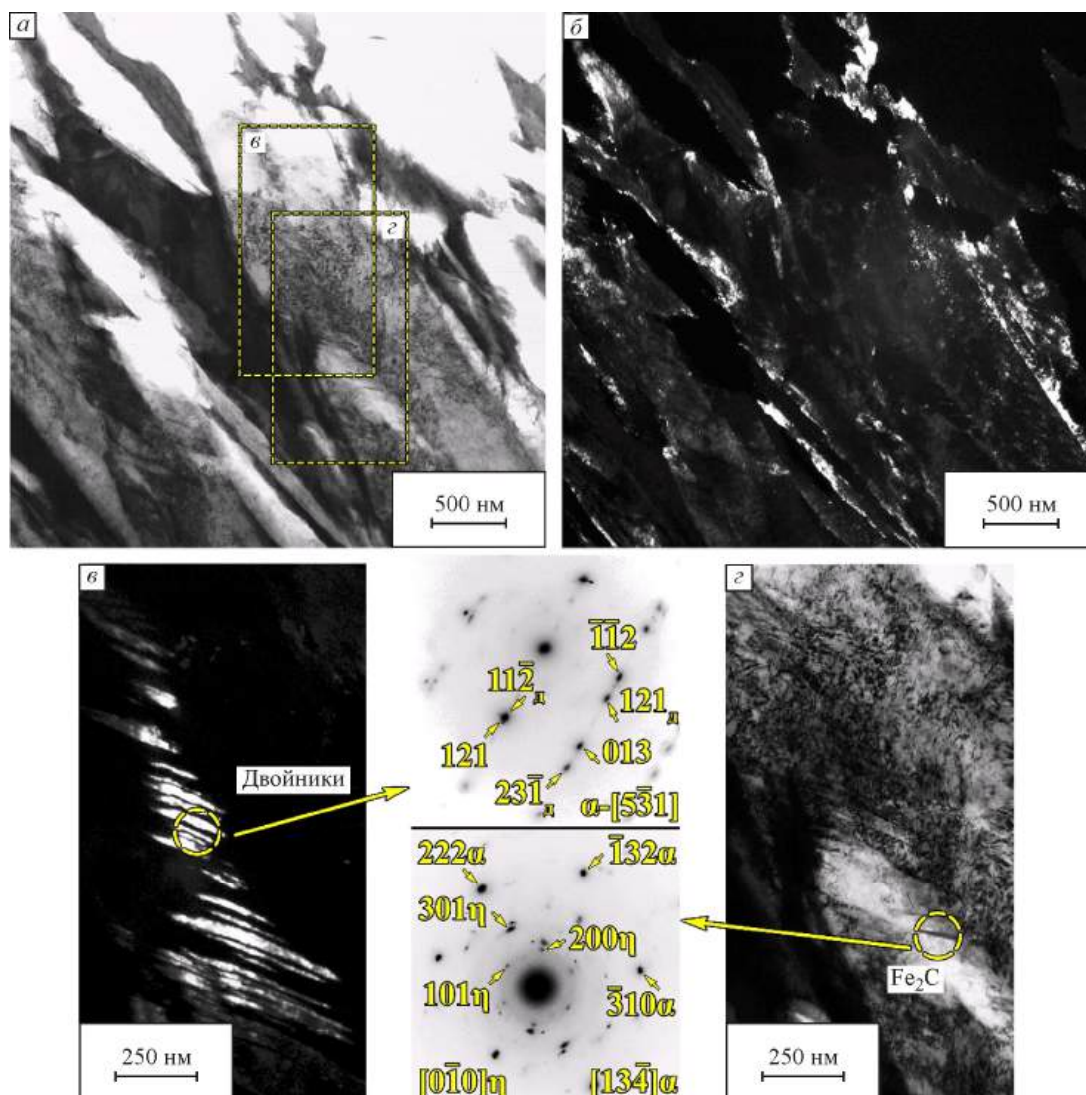


Рис. 8. Микроструктура стали после деформации 7.0 % (а); темнопольное изображение остаточного аустенита пленочной морфологии (б); короткие двойники в мартенсите (в); карбиды в первичном мартенсите (г) (цветной в онлайн-версии)

был разделен на области размером менее 200 нм (рис. 9, б) мартенситом деформации. Можно предположить, что сохранение отдельных блоков не трансформированного аустенита после деформации 17.0 % (рис. 4, г, 9, а–г) связано с повышенным содержанием углерода >1.7 вес. % и размером менее 1 мкм, что обеспечивает высокую стабильность этой структурной составляющей [7]. В работе [33] показано, что при концентрации углерода выше 1.8 % мартенсит деформации не образуется при холодной пластической деформации. На второй стадии исчерпываются как остаточный аустенит, который может трансформироваться в мартенсит деформации за счет повышения напряжений, так и возможность к дальнейшему повы-

шению плотности дислокаций в мартенсите. Следует отметить, что поскольку после деформации 17.0 % остается только остаточный аустенит с высоким содержанием углерода, то в нем развивается двойникование (рис. 9, д) вместо образования мартенсита деформации. Двойникование тоже обеспечивает сильное упрочнение аустенита [34]. Однако незначительный удельный объем оставшегося не трансформированного аустенита с высоким содержанием углерода не может обеспечить деформационное упрочнение за счет этого механизма. Наступает третья стадия, когда полоса локализованной деформации теряет подвижность, что приводит к образованию шейки и разрушению.

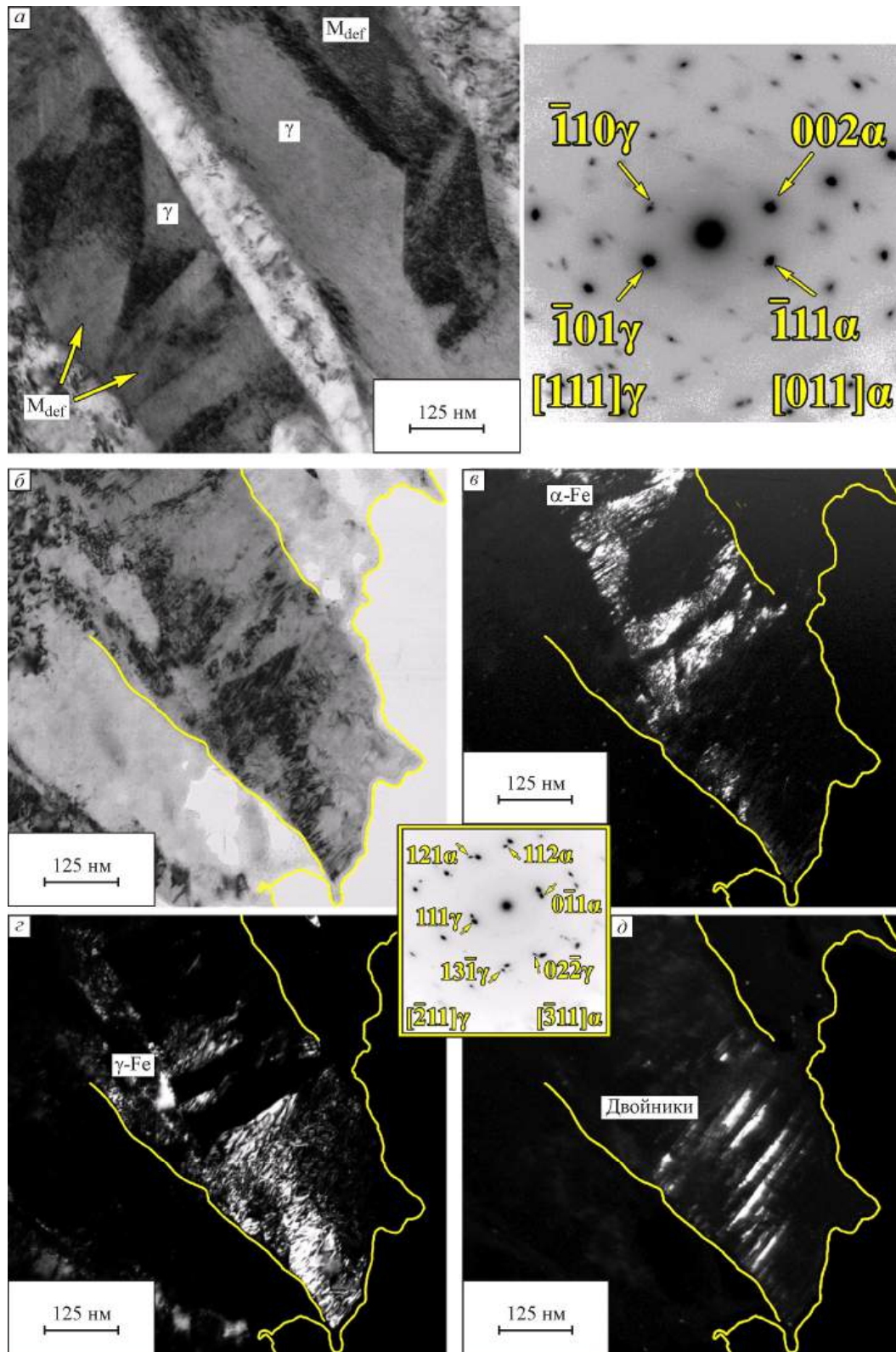


Рис. 9. Микроструктура стали после деформации 17.0 % (а, б); темнопольные изображения мартенсита деформации (в), остаточного аустенита (з), двойников в остаточном аустените (д) (цветной в онлайн-версии)

4. Заключение

Низколегированная сталь 44ХГ2С2М демонстрирует уникальное сочетание высокого предела текучести (1140 МПа), предела прочности (1690 МПа) и пластичности ($\delta = 20.7\%$, $\sigma_{\delta} = 35 \text{ ГПа} \cdot \%$), что объясняется высоким деформационным упрочнением.

Помимо образования мартенсита при охлаждении с температуры начала мартенситного превращения 270 °С до температуры закалки 200 °С происходит фазовое превращение при изотермической выдержке при температуре закалки. После закалки объемная доля нетрансформированного аустенита составляет приблизительно 0.30. При распределении при 400 °С в течение 60 с одновременно идут три процесса: перераспределение углерода из мартенсита в остаточный аустенит, выделение переходных $\eta\text{-Fe}_2\text{C}$ карбидов пластинчатой формы в мартенсите и бейнитное превращение, которое приводит к образованию бейнитного феррита. При охлаждении на воздухе после операции распределения образуется вторичный мартенсит.

Структура стали после обработки закалка–распределение состоит из первичного мартенсита, бейнита, остаточного аустенита и небольшого количества вторичного мартенсита. Распределение углерода в объеме аустенита после операции распределения неоднородно, что приводит к образованию вторичного мартенсита с содержанием углерода от 0.63 вес. %. Аустенит в форме пленок располагается по границам мартенситной структуры, крупные островки остаточного аустенита блочной морфологии со средним размером 2.7 мкм находятся между блоками первичного мартенсита. Плотность дислокаций в мартенсите и остаточном аустените блочной морфологии одинакова. Содержание углерода в остаточном аустените в форме пленок выше, чем в остаточном аустените, имеющем форму блоков. При растяжении мартенсит деформации сначала образуется в остаточном аустените с низким содержанием углерода, а с увеличением напряжений течения в остаточном аустените с повышенным содержанием углерода. При содержании углерода в остаточном аустените более 1.7 вес. % образование мартенсита деформации заменяется двойникованием.

На деформационных кривых, полученных при испытаниях на растяжение, можно выделить три стадии. Первая стадия характеризуется очень вы-

сокой величиной деформационного упрочнения, которая уменьшается с увеличением степени деформации. Высокая величина деформационного упрочнения обеспечивает однородное пластическое течение. На этой стадии основным процессом является разделение мартенситом деформации крупных островков остаточного аустенита блочной морфологии на более мелкие островки с последующей трансформацией их самих в мартенсит деформации. Вторая стадия характеризуется небольшим уменьшением величины деформационного упрочнения. На этой стадии происходит локализация пластического течения в деформационных полосах. Основным процессом микроструктурной эволюции является трансформация остаточного аустенита в мартенсит деформации. Имеют место двойникование и повышение плотности дислокаций в мартенсите. На третьей стадии происходит потеря подвижности полосы локализованного пластического течения, что ведет к шейкообразованию и разрушению. К началу третьей стадии количество остаточного аустенита незначительно, двойникование и образование мартенсита деформации не могут обеспечить необходимую величину деформационного упрочнения. Потеря устойчивости пластического течения происходит при достижении критерия Консидера.

На второй стадии скачки напряжения на кривой растяжения коррелируют с локализацией деформации в деформационной полосе, поскольку образование мартенсита деформации в остаточном аустените, имеющем толщину менее 200 нм, требует повышения напряжений течения. Имеет место неустойчивость пластического течения типа А на кривых σ – ϵ . Скорость перемещения деформационной полосы уменьшается с увеличением степени деформации. Образование мартенсита деформации приводит к уменьшению объемной доли остаточного аустенита с 0.18 в исходном состоянии до 0.03 при деформации 17.0 %.

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, грант № 075-15-2021-572 от 31.05.2021 г.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Литература

1. Fonstein, N., *Advanced High Strength Sheet Steels*, New York: Springer, 2015. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2>
2. Matlock, D.K. and Speer, J.G., Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts, in *Microstructure and Texture in Steels and Other Materials*, London: Springer, 2009, pp. 185–205. https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_11
3. Zhao, J. and Jiang, Z., Thermomechanical Processing of Advanced High Strength Steels, *Prog. Mater. Sci.*, 2018, vol. 94, pp. 174–242. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2018.01.006>
4. Dai, Z., Chen, H., Ding, R., Lu, Q., Zhang, C., Yang, Z., and van der Zwaag, S., Fundamentals and Application of Solid-State Phase Transformations for Advanced High Strength Steels Containing Metastable Retained Austenite, *Mater. Sci. Eng. R. Rep.*, 2021, vol. 143, p. 100590. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2020.100590>
5. Li, H.Y., Lu, X.W., Li, W.J., and Jin, X.J., Microstructure and Mechanical Properties of an Ultrahigh-Strength 40SiMnNiCr Steel during the One-Step Quenching and Partitioning Process, *Metall. Mater. Trans. A*, 2010, vol. 41, pp. 1284–1300. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0184-8>
6. Santofimia, M.J., Zhao, L., and Sietsma, J., Overview of Mechanisms Involved during the Quenching and Partitioning Process in Steels, *Metall. Mater. Trans. A*, 2011, vol. 42, pp. 3620–3626. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0706-z>
7. Mishnev, R., Borisova, Y., Gaidar, S., Kniaziuk, T., Vagina, O., and Kaibyshev, R., Q&P Response of a Medium Carbon Low Alloy Steel, *Metals*, 2023, vol. 13, no. 4, p. 689. <https://doi.org/10.3390/met13040689>
8. Speer, J.G., De Moor, E., Findley, K.O., Matlock, D.K., De Cooman, B.C., and Edmonds, D.V., Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel, *Metall. Mater. Trans. A*, 2011, vol. 42, pp. 3591–3601. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0869-7>
9. Seo, E.J., Cho, L., Estrin, Y., and De Cooman, B.C., Microstructure-Mechanical Properties Relationships for Quenching and Partitioning (Q&P) Processed Steel, *Acta Mater.*, 2016, vol. 113, pp. 124–139. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.04.048>
10. Tkachev, E., Borisov, S., Borisova, Y., Kniaziuk, T., Gaidar, S., and Kaibyshev, R., Strength–Toughness of a Low-Alloy 0.25C Steel Treated by Q&P Processing, *Materials*, 2023, vol. 16, no. 10, p. 3851. <https://doi.org/10.3390/ma16103851>
11. Soleimani, M., Kalhor, A., and Mirzadeh, H., Transformation-Induced Plasticity (TRIP) in Advanced Steels: A Review, *Mater. Sci. Eng. A*, 2020, vol. 795, p. 140023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>
12. Kitahara, H., Ueji, R., Tsuji, N., and Minamino, Y., Crystallographic Features of Lath Martensite in Low-Carbon Steel, *Acta Mater.*, 2006, vol. 54, no. 5, p. 12791288. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.11.001>
13. Nakada, N., Ishibashi, Y., Tsuchiyama, T., and Takaki, S., Self-Stabilization of Untransformed Austenite by Hydrostatic Pressure via Martensitic Transformation, *Acta Mater.*, 2016, vol. 110, pp. 95–102. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.03.048>
14. Bhadeshia, H., Physical Metallurgy of Steels, in *Physical Metallurgy*, Elsevier, 2014, pp. 2157–2214. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-53770-6.00021-6>
15. Tkachev, E., Borisov, S., Borisova, Y., Kniaziuk, T., and Kaibyshev, R., Relationships between Strength, Ductility and Fracture Toughness in a 0.33C Steel after Quenching and Partitioning (Q&P) Treatment, *Crystals*, 2023, vol. 13, no. 10, p. 1431. <https://doi.org/10.3390/cryst13101431>
16. Chen, K., Jiang, Z., Liu, F., Li, H., Kang, C., Zhang, W., and Wang, A., Achievement of High Ductility and Ultra-High Strength of V-Nb Microalloyed Spring Steel by Austempered Multiphase Microstructure, *Metall. Mater. Trans. A*, 2020, vol. 51, pp. 3565–3575. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05777-2>
17. Krauss, G., *Steels: Processing Structure, and Performance*, Materials Park, OH, USA: ASM Int., 2005. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.spsp2.9781627082655>
18. Yuzbekova, D., Mogucheva, A., Zhemchuznikova, D., Lebedkina, T., Lebyodkin, M., and Kaibyshev, R., Effect of Microstructure on Continuous Propagation of the Portevin–Le Chatelier Deformation Bands, *Int. J. Plasticity*, 2017, vol. 96, pp. 210–226. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2017.05.004>
19. Jatzczak, C.F., Retained Austenite and Its Measurement by X-Ray Diffraction, *SAE Trans.*, 1980, pp. 1657–1676. <https://doi.org/10.4271/800426>
20. Dong, X.X., Shen, Y.F., Jia, N., and Zhu, Y.T., Improving Mechanical Properties and Retained-Austenite Stability of a Medium Carbon Q&P Steel by Adjusting Phase Ratio, *Mater. Sci. Eng. A*, 2022, vol. 833, p. 142580. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142580>
21. Li, Y., Chen, S., Wang, C., San Martín, D., and Xu, W., Modeling Tetained Austenite in Q&P Steels Accounting for the Bainitic Transformation and Correction of Its Mismatch on Optimal Conditions, *Acta Mater.*, 2020, vol. 188, pp. 528–538. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.02.033>
22. Seo, E.J., Cho, L., Kim, J.K., Mola, J., Zhao, L., and De Cooman, B.C., Constituent-Specific Properties in Quenching and Partitioning (Q&P) Processed Steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 2019, vol. 740, pp. 439–444. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.082>
23. Mishnev, R., Borisova, Y., Kniaziuk, T., Gaidar, S., and Kaibyshev, R., Quench and Tempered Embrittlement of Ultra-High-Strength Steels with Transition

- Carbides, *Metals*, 2023, vol. 13, no. 8, p. 1399. <https://doi.org/10.3390/met13081399>
24. Dhara, S., van Bohemen, S.M., and Santofimia, M.J., Isothermal Decomposition of Austenite in Presence of Martensite in Advanced High Strength Steels: A Review, *Mater. Today Commun.*, 2022, vol. 33, p. 104567. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.104567>
 25. Okamoto, H. and Oka, M., Isothermal Martensite Transformation in a 1.80 wt % C Steel, *Metall. Trans. A*, 1985, vol. 16, pp. 2257–2262. <https://doi.org/10.1007/BF02670425>
 26. Kumar, S. and Singh, S.B., Evolution of Microstructure during the “Quenching and Partitioning (Q&P)” Treatment, *Materialia*, 2021, vol. 18, p. 101135. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2021.101135>
 27. Koistinen, D.P., A General Equation Prescribing Extend of Austenite–Martensite Transformation in Pure Fe–C Alloys and Plain Carbon Steels, *Acta Metallurg.*, 1959, vol. 7, pp. 50–60. <https://cir.nii.ac.jp/crid/1571417125323684608>
 28. Andrews, K.W., Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, 1965, pp. 721–727. <https://cir.nii.ac.jp/crid/1571980075716504064>
 29. Van Bohemen, S.M.C., Bainite and Martensite Start Temperature Calculated with Exponential Carbon Dependence, *Mater. Sci. Technol.*, 2012, vol. 28, no. 4, pp. 487–495. <https://doi.org/10.1179/1743284711Y.000000097>
 30. Peng, F., Xu, Y., Gu, X., Wang, Y., Liu, X., and Li, J., The Relationships of Microstructure–Mechanical Properties in Quenching and Partitioning (Q&P) Steel Accompanied with Microalloyed Carbide Precipitation, *Mater. Sci. Eng. A*, 2018, vol. 723, pp. 247–258. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.03.061>
 31. Vercruysse, F., Celada-Casero, C., Linke, B.M., Verleysen, P., and Petrov, R.H., The Effect of Nb on the Strain Rate and Temperature Dependent Behaviour of Quenching & Partitioning Steels, *Mater. Sci. Eng. A*, 2021, vol. 800, p. 140293. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140293>
 32. Mogucheva, A., Yuzbekova, D., Kaibyshev, R., Lebedkina, T., and Lebyodkin, M., Effect of Grain Refinement on Jerky Flow in an Al–Mg–Sc Alloy, *Metall. Mater. Trans. A*, 2016, vol. 47, pp. 2093–2106. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3381-2>
 33. Timokhina, I.B., Hodgson, P.D., and Pereloma, E.V., Effect of Microstructure on the Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced-Plasticity Steels, *Metall. Mater. Trans. A*, 2004, vol. 35, pp. 2331–2341. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0213-9>
 34. Kusakin, P., Belyakov, A., Haase, C., Kaibyshev, R., and Molodov, D.A., Microstructure Evolution and Strengthening Mechanisms of Fe–23Mn–0.3C–1.5Al TWIP Steel during Cold Rolling, *Mater. Sci. Eng. A*, 2014, vol. 617, pp. 52–60. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.08.051>

Поступила в редакцию 01.02.2024 г.,
после доработки 12.04.2024 г.,
принята к публикации 15.04.2024 г.

Сведения об авторах

Борисов Сергей Игоревич, инж.-иссл. РГАУ–МСХА, инж. БелГУ, borisov_si@bsu.edu.ru

Борисова Юлия Игоревна, мнс РГАУ–МСХА, мнс БелГУ, borisova_yu@bsu.edu.ru

Ткачев Евгений Сергеевич, к.т.н., нс РГАУ–МСХА, нс БелГУ, tkachev_e@bsu.edu.ru

Гайдар Сергей Михайлович, д.т.н., проф., зав. каф. РГАУ–МСХА, techmash@rgau-msha.ru

Кайбышев Рустам Оскарович, д.ф.-м.н., зав. лаб. РГАУ–МСХА, kajbyshev@rgau-msha.ru